

| (51)Int.Cl. ⁶ | 識別記号 | F I | |
|-------------------------------------|------|---------------|---|
| C 2 2 C 19/05 | | C 2 2 C 19/05 | C |
| B 2 2 D 29/00 | | B 2 2 D 29/00 | G |
| C 2 2 F 1/10 | | C 2 2 F 1/10 | A |
| F 0 2 B 23/00 | | F 0 2 B 23/00 | H |
| F 2 3 R 3/42 | | F 2 3 R 3/42 | E |
| 審査請求 未請求 請求項の数9 O L (全 15 頁) 最終頁に続く | | | |

(21)出願番号 特願平10-20072

(22)出願日 平成10年(1998) 1月30日

(71)出願人 000003078

株式会社東芝

神奈川県川崎市幸区堀川町72番地

(72)発明者 浜田 孝浩

神奈川県横浜市鶴見区末広町二丁目4番地
株式会社東芝京浜事業所内

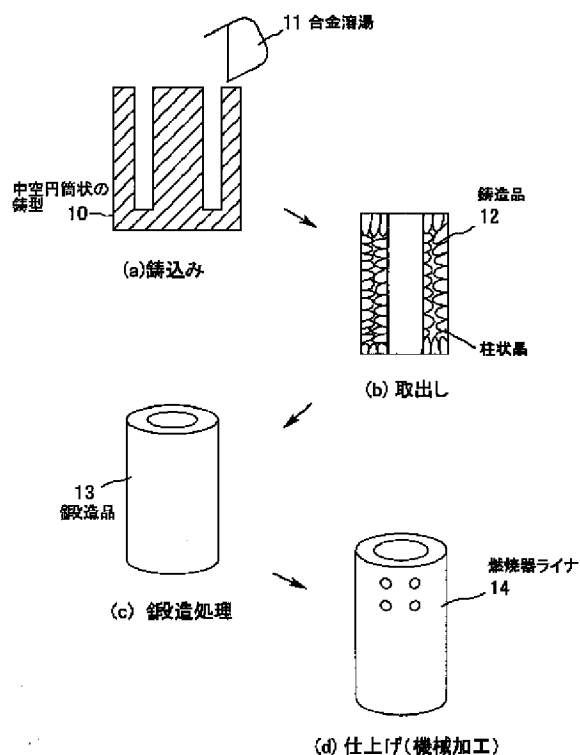
(74)代理人 弁理士 波多野 久 (外1名)

(54)【発明の名称】 ガスタービン用燃焼器ライナおよびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 鋳造処理を施した後、鍛造処理などの加熱塑性加工を施すことにより、従来の精鑄合金製の燃焼器ライナよりも高温強度に優れ、かつ時効に伴う組織変化の生じにくいガスタービン用燃焼器ライナおよびその製造方法を提供する。

【解決手段】 ガスタービン用燃焼器ライナ14は、重量%で、Cr:18.0~25.0%、Co:17.0~23.0%、MoおよびWの少なくとも1種:10.0%以下、Al:0.01~3.0%、Ti:2.0%以下、Ta:2.0%以下、Nb:2.0%以下、Hf:0.5%以下、C:0.5%以下の元素を含有し、残部がNi基および不可避免的不純物から成ることを特徴とする。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、Cr：18.0～25.0%、Co：17.0～23.0%、MoおよびWの少なくとも1種：10.0%以下、Al：0.01～3.0%、Ti：2.0%以下、Ta：2.0%以下、Nb：2.0%以下、Hf：0.5%以下、C：0.5%以下の元素を含有し、残部がNi基および不可避免の不純物から成ることを特徴とするガスタービン用燃焼器ライナ。

【請求項2】 重量%で、Cr：15.0～35.0%、Ni：5.0～30.0%、W：20.0%以下、Ta：5.0%以下、Ti：2.0%以下、C：1.0%以下の元素を含有し、残部がCo基および不可避免の不純物から成ることを特徴とするガスタービン用燃焼器ライナ。

【請求項3】 ガスタービン燃焼器の燃焼室を形成する円筒状の燃焼器ライナの製造方法において、Ni基またはCo基のいずれかを主成分とする合金材料を用いて鋳造法により円筒状に鋼塊を溶製した後、前記溶製品に熱間塑性加工を施して前記溶製品に発生した鋳造組織を破壊することを特徴とするガスタービン用燃焼器ライナの製造方法。

【請求項4】 請求項3記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法において、鋳造法として、遠心鋳造法を用いて中空円筒状の鋼塊を溶製することを特徴とするガスタービン用燃焼器ライナの製造方法。

【請求項5】 請求項3および4記載のガスタービン用燃焼器ライナにおいて、熱間塑性加工として、鍛造処理を施すことを特徴とするガスタービン用燃焼器ライナの製造方法。

【請求項6】 請求項3から5までのいずれかに記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法において、鋳造法により、実際のライナ径よりも小さい中空円筒状の鋼塊を溶製した後、熱間塑性加工として、拡管を伴う鍛造処理を施すことを特徴とするガスタービン用燃焼器ライナの製造方法。

【請求項7】 請求項4記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法において、鋳造法により円筒状に鋼塊を溶製した後、熱間塑性加工として、押出加工により前記溶製品を管状に加工するとともに、鍛造処理を施すことを特徴とするガスタービン用燃焼器ライナの製造方法。

【請求項8】 請求項3から7までのいずれかに記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法であって、請求項1記載の合金組成を有するガスタービン用燃焼器ライナを製造する方法において、溶製品に鍛造処理を施した後、1000～1300℃の範囲で1～10時間溶体化処理を施し、さらに急冷後、800～950℃の範囲で1～12時間時効処理を施すことを特徴とするガスタービン用燃焼器ライナの製造方法。

【請求項9】 請求項3から7までのいずれかに記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法であって、請求

項2記載の合金組成を有するガスタービン用燃焼器ライナを製造する方法において、溶製品に鍛造処理を施した後、1000～1300℃の範囲で1～10時間溶体化処理を施すことを特徴とするガスタービン用燃焼器ライナの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、ガスタービン燃焼器の燃焼室を形成する中空円筒状の燃焼器ライナおよびその製造方法に関する技術であり、高温強度に優れ、時効に伴う組織変化の生じにくいガスタービン燃焼器ライナとその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 発電用ガスタービンはエネルギー資源の有効利用の点から、ガスタービンの高効率化への研究開発が積極的に行われている。ガスタービンは、燃焼器出口ガス温度が高いほど発電効率が向上するため、ガスタービン入口温度の高温化が推進されている。しかし、ガスタービンを構成する高温部品用材料にとっては、極めて過酷な環境となっており、高温における強度低下や、著しい高温腐食および高温酸化が問題となっている。

【0003】 従来の1100～1300℃級ガスタービンでは、燃焼器ライナ基材温度が約550～650℃となっていた。将来的には高温化が一層進み、1500℃超級ガスタービンでは、燃焼器ライナ基材温度が約850～950℃に達すると予測されており、燃焼器ライナ材料として、850～950℃での耐熱性を有する材料が求められている。

【0004】 従来の燃焼器ライナ用材料としては、圧延材でありNi基を主成分とするHastelloy-XおよびCo基を主成分とするHS188などが適用されてきた。しかしこれらの圧延材料では、850～950℃の高温領域における高温強度は低く、将来的な燃焼器ライナ材料としての適用は非常に難しかった。

【0005】 一方、例えば、AlとTiとを添加することにより、Ni₃(Al, Ti)などのγ'相の析出による析出強化型の精鑄合金では、上記の圧延材料よりも耐熱性に優れているが、燃焼器ライナ形状への加工および溶接接合が難しく、燃焼器ライナへの適用は困難であった。

【0006】 そこで例えば、特開平9-78205号公報等に掲載されているように、鋳造法を利用して燃焼器ライナを製造するという方法が提案されている。

【0007】 図19は従来法による燃焼器ライナの製造方法を示す図である。

【0008】 図19(a)に示すように、まず、回転する中空円筒状の鑄型1にNi基あるいはCo基を主成分とする合金溶湯2を鑄込み、図19(b)に示す燃焼器ライナ形状の鑄造品3を作製する。その後、図19(c)に示すように、鑄造品3に対して機械加工による

仕上げを行い、精鑄合金製燃焼器ライナ 4 を作製する。

【0009】上記の方法により、耐熱性には優れているが、ライナ形状への加工が困難であった精鑄合金の適用が可能となり、耐熱性に優れた燃焼器ライナの製造が可能となった。

【0010】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、図 19 に示した従来の燃焼器ライナの製造方法により製造された燃焼器ライナ 4 は、なお高温強度が低く、時効に伴う組織変化が起こりやすいことが明らかとなっている。

【0011】まず精鑄合金製ライナ 4 では、中空円筒状の鑄型 1 における壁側と中心部とでは冷却速度が異なることから、結晶粒組織が不均一になることから強度にばらつきが生じていた。

【0012】図 20 は、鑄造法により製造した精鑄後の合金組織を示す図である。

【0013】図 20 に示すように、鑄造法では、凝固時に結晶粒 5 が大きくなり易いため、十分な高温強度が得られない。また、析出強化の役割を果たす $M_{23}C_6$ 型炭化物 6 (M は Cr、Mo もしくは W) が粒界に、また、MC 型炭化物 7 (M は Ti、Nb もしくは Ta) が粒内および粒界に析出し、これらの炭化物が凝固時に粗大化し易いことから、鑄造法による精鑄合金では十分な高温強度を得ることができない。

【0014】図 21 は、精鑄合金を 850℃ で 100 時間加熱した後の組織を示す図である。

【0015】図 21 に示すように、加熱後の精鑄合金の組織には、加熱前には見られなかった線状の脆化相 (TCP 相) 8 が、結晶粒界付近に出現することが明らかである。これらの脆化相 8 は、延性低下を引き起こすとともに、クラックの起点となり易いことから、強度低下を引き起こす大きな要因となる。

【0016】本発明は、このような課題に対処するためになされたものであり、鑄造処理を施した後、鍛造処理などの熱間塑性加工を施すことにより、結晶粒組織を均一かつ微細化して、また、結晶粒内および結晶粒界に析出する炭化物を分散させることにより脆化相の出現を防止し、従来の燃焼器ライナよりも高温強度に優れるとともに、時効に伴う組織変化の生じにくいガスタービン燃焼器ライナおよびその製造方法を提供することを目的とする。

【0017】

【課題を解決するための手段】請求項 1 記載のガスタービン燃焼器ライナは、重量%で、Cr: 18.0~25.0%、Co: 17.0~23.0%、Mo および W の少なくとも 1 種: 10.0% 以下、Al: 0.01~3.0%、Ti: 2.0% 以下、Ta: 2.0% 以下、Nb: 2.0% 以下、Hf: 0.5% 以下、C: 0.5% 以下の元素を含有し、残部が Ni 基および不可避免的純物から成ることを特徴とする。

【0018】本発明において、ガスタービン燃焼器ライナの組成範囲を限定する理由について、各元素毎に説明する。なお、以下の説明において組成を表す%は、特に断らない限り重量%とする。

【0019】Cr (クロム) は耐酸化性および耐食性を向上させるのに必要不可欠な元素である。本発明において、Cr の含有量を 18.0~25.0% と規定したが、その含有量が 18.0% 未満では十分な高温耐食性が確保できず、また、含有量が 25.0% を超えると、延性および韌性が劣化するためである。

【0020】Co (コバルト) は固溶強化に寄与するとともに、高温耐食性を向上させる特性も備える元素である。Co の含有量を 17.0~23.0% と規定したが、その含有量が 17.0% 未満では十分な高温耐食性が確保できず、また含有量が 23.0% を超えると、高温強度が低下するためである。

【0021】W (タングステン) は固溶強化元素として非常に有効な元素である。本発明においては、W の含有量を 10.0% 以下と規定したが、W の含有量を多くすると、韌性および加熱脆化特性が著しく低下するためである。また、Mo (モリブデン) についても W と同様の効果が得られることから、W の代わりに Mo を 10.0% 以下、もしくは W と Mo との両者をあわせて含有量を 10% 以下としてもよい。

【0022】Al (アルミニウム) と Ti (チタン) は、 γ' 相形成元素として強度の向上に非常に有効な元素である。しかし、Al が含有されない場合には γ' 相が形成されないことから、Al の含有量は 0.01% 以上は必要である。また、Al および Ti の含有量を多くすると、溶接性が低下することから、本発明においては、Al の含有量を 0.01~3.0%、Ti 含有量を 2.0% 以下と規定した。

【0023】Ta (タンタル) と Nb (ニオブ) とは固溶強化元素として非常に有効な元素である。しかし、Ta の含有量が 2.0% を超えると、韌性および加熱脆化特性が著しく低下することから、Ta の含有量を 2.0% 以下と規定した。また Nb の含有量が 2.0% を超えると、耐酸化性が著しく劣化することから、Nb の含有量を 2.0% 以下と規定した。

【0024】Hf (ハフニウム) は長時間組織安定性および耐酸化性を向上させる特性を有する元素である。本発明においては、Hf の含有量を 0.5% 以下と規定したが、その含有量が 0.5% を超えると、合金の溶体化処理が難しくなるためである。

【0025】C (炭素) は粒界強化元素であるとともに、組織を安定化する役割を果たす元素である。C の含有量を 0.5% 以下と規定したが、C の含有量が 0.5% を超えると、韌性および加工性が著しく劣化するためである。

【0026】請求項 2 記載のガスタービン燃焼器ライ

ナは、重量%で、Cr:15.0~35.0%、Ni:5.0~30.0%、W:20.0%以下、Ta:5.0%以下、Ti:2.0%以下、C:1.0%以下の元素を含有し、残部がCo基および不可避免の不純物から成ることを特徴とする。

【0027】本発明において、ガスタービン燃焼器ライナの組成範囲を限定する理由について、各元素毎に説明する。なお、以下の説明においも組成を表す%は、特に断らない限り重量%とする。

【0028】Crは耐酸化性および耐食性を向上させるのに必要不可欠な元素である。本発明において、Crの含有量を18.0~25.0%と規定したが、Crの含有量が18.0%未満では十分な高温耐食性が確保できない。一方、含有量が25.0%を超えると、延性および韌性が劣化するためである。

【0029】Ni（ニッケル）はマトリクスを安定化させるのに必要不可欠な元素である。Niの含有量を5.0~30.0%と規定したが、その含有量が5.0%未満では十分な効果が期待できず、一方、Niの含有量が30.0%を超えると、高温強度および耐食性が著しく低下するためである。

【0030】W、TiおよびTaは、炭化物形成元素として強度の向上に有効な元素である。Wの含有量を20.0%以下と規定したが、Wの含有量を多くすると、韌性が著しく低下するためである。また、TiおよびTaの含有量を多くすると、溶接性が低下することから、Taの含有量を5.0%以下、またTiの含有量を2.0%以下と規定した。

【0031】Cは粒界強化元素であるとともに、組織を安定化する役割を果たす元素である。本発明において、Cの含有量を1.0%以下と規定したが、Cの含有量が1.0%を超えると、韌性および加工性が著しく劣化するためである。

【0032】請求項3記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法は、ガスタービン燃焼器の燃焼室を形成する円筒状の燃焼器ライナの製造方法において、Ni基またはCo基のいずれかを主成分とする合金材料を用いて鋳造法により円筒状に鋼塊を溶製した後、前記溶製品に熱間塑性加工を施して前記溶製品に発生した鋳造組織を破壊することを特徴とする。

【0033】本発明において、鋳造処理の後、熱間塑性加工を施すことにより、鋳造処理後に発生した粗大柱状晶を破壊して、結晶粒を均一かつ微細化することができる。また鍛造処理により、結晶粒内および粒界に析出する炭化物を分散させることが可能であり、高温強度に優れるとともに、時効に伴う組織変化が生じにくい燃焼器ライナを得ることができる。

【0034】請求項4記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法は、請求項3記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法において、鋳造法として、遠心鋳造法

を用いて中空円筒状の鋼塊を溶製することを特徴とする。

【0035】本発明において、鋳造法として、高速回転する鋳型に溶融金属を注入して固化させる遠心鋳造法を用いることにより、鋳造品の段階で比較的合金偏析が少なく、その後、鍛造処理を施すことにより、さらに強度向上などの効果を得ることができる。

【0036】請求項5記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法は、請求項3および4記載のガスタービン用燃焼器ライナにおいて、熱間塑性加工として、鍛造処理を施すことを特徴とする。

【0037】本発明において、800~1200℃の温度範囲で加熱処理を施した後、圧縮力を用いて、金属を塑性変形させて成形する鍛造処理方法を用いることにより、結晶粒を均一かつ微細化でき、また、結晶粒内および粒界に析出する炭化物を分散させることが可能であり、高温強度に優れるとともに、時効に伴う組織変化が生じにくい燃焼器ライナを得ることができる。

【0038】請求項6記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法は、請求項3から5までのいずれかに記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法において、鋳造法により、実際のライナ径よりも小さい中空円筒状の鋼塊を溶製した後、熱間塑性加工として、拡管を伴う鍛造処理を施すことを特徴とする。

【0039】本発明において、鋳造法において、実際のライナ径よりも小さい中空円筒状の鋼塊を溶製するため、鋳型が小型で済むことから鋳造の製造コストを軽減することが可能である。

【0040】請求項7記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法は、請求項4記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法において、鋳造法により円筒状に鋼塊を溶製した後、熱間塑性加工として、押出加工により前記溶製品を管状に加工するとともに、鍛造処理を施すことを特徴とする。

【0041】本発明において、押出加工を用いることにより、中空型の鋳型を必要とせず、単純形状である円筒鋳型が適用できることから、鋳型の製造コストを軽減することが可能である。

【0042】請求項8記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法は、請求項3から7までのいずれかに記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法であって、請求項1記載の合金組成を有するガスタービン用燃焼器ライナを製造する方法において、溶製品に鍛造処理を施した後、1000~1300℃の範囲で1~10時間溶体化処理を施し、さらに急冷後、800~950℃の範囲で1~12時間時効処理を施すことを特徴とする。

【0043】本発明において、Ni基を主成分とする合金の場合には、溶体化処理後さらに時効処理を施すことにより、高温強度に優れるとともに、時効に伴う組織変化が生じにくい燃焼器ライナを得ることができる。

【0044】請求項9記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法は、請求項3から7までのいずれかに記載のガスタービン用燃焼器ライナの製造方法であって、請求項2記載の合金組成を有するガスタービン用燃焼器ライナを製造する方法において、溶製品に鍛造処理を施した後、1000～1300℃の範囲で1～10時間溶体化処理を施すことを特徴とする。

【0045】本発明において、Co基を主成分とする合金の場合には、溶体化処理を施すことにより、高温強度に優れるとともに、時効に伴う組織変化が生じにくい燃焼器ライナを得ることができる。

【0046】

【発明の実施の形態】以下、本発明に係るガスタービン用燃焼器ライナおよびその製造方法の実施形態について、実施例と比較例とともに説明する。

【0047】第1実施形態（実施例1～2、比較例1～2、従来例1～2；図1～9；表1～3）

本実施形態においては、熱間塑性加工として鍛造処理を用いて製造した燃焼器ライナが優れた高温強度および時効処理後の組織安定性を有することの確認を行った。

【0048】図1は、燃焼器ライナの製造方法を示すプロセス図である。

【0049】図1（a）に示すように、まず、中空円筒状の鋳型10に合金溶湯11（Ni基またはCo基を主*

*成分とする合金材料）を鋳込み、図1（b）に示す燃焼器ライナ形状の鋳造品12を作製した。その鋳造品12を800～1200℃に加熱処理を施した後、金型冶金のマンドレル（図示しない）を挿入した後、高圧プレス機により圧縮力を加えることにより、図1（c）に示す鍛造処理を実施した。これにより、鋳造段階で発生した鋳造組織を破壊し、鋳造組織のない鍛造品13を作製した。その後、図1（d）に示すように、機械加工による仕上げを行い、燃焼器ライナ14を形成した。

【0050】本実施形態においては、このようにして得られた燃焼器ライナ14の特性を検証するために、以下に示す実施例1～2、比較例1～2および従来例1～2の試験片を用いて、組織観察、高温引張試験および時効試験を行った。

【0051】実施例1（表1；試料No. 1）

本実施例においては、表1の試料No. 1に示す化学組成成分を有し、Ni基を主成分とする合金材料を用いた。具体的には、Cr：22.5%、Co：19.0%、W：2.0%、Al：1.9%、Ti：1.0%、Ta：1.0%、Nb：0.8%、C：0.1%、Hf：0.15%を含み、残部をNiおよび不可避免の不純物とした。

【0052】

【表1】

| | 試料 No. | 化学組成 (wt%) | | | | | | | | | | | |
|------|----------------|------------|------|------|-----|-----|-----|-----|------|-----|-----|------|------|
| | | Cr | Co | W | Al | Ti | Ta | Nb | Fe | Mo | C | Hf | Ni |
| 実施例1 | 1(Ni基) | 22.5 | 19.0 | 2.0 | 1.9 | 1.0 | 1.0 | 0.8 | — | — | 0.1 | 0.15 | bal. |
| 実施例2 | 2(Co基) | 23.5 | bal. | 7.0 | — | 0.2 | 3.5 | — | — | — | 0.6 | — | 10.0 |
| 比較例1 | 3(Ni基) | 22.5 | 19.0 | 2.0 | 1.9 | 1.0 | 1.0 | 0.8 | — | — | 0.1 | 0.15 | bal. |
| 比較例2 | 4(Co基) | 23.5 | bal. | 7.0 | — | 0.2 | 3.5 | — | — | — | 0.6 | — | 10.0 |
| 従来例 | 5(Hastelloy-X) | 22.0 | 8.0 | 0.6 | — | — | — | — | 18.5 | — | — | — | bal. |
| | 6(HS188) | 22.0 | bal. | 14.0 | — | — | — | — | 3.0 | 9.0 | 0.1 | — | 22.0 |

【0053】上記組成を有する合金材料に鋳造を施して鋼塊を得た後、鍛造処理を行った。鍛造処理後、1150℃で4時間溶体化処理を行い、さらに802℃で8時間時効処理を施したものを試験材とした。

【0054】実施例2（表1；試料No. 2）

本実施例においては、表1の試料No. 2に示す化学組成成分を有し、Co基を主成分とする合金材料を用いた。具体的には、Cr：23.5%、Ni：10.0%、W：7.0%、Ti：0.2%、Ta：3.5%、C：0.6%を含み、残部をCoおよび不可避免の不純物とした。

【0055】上記組成を有する合金材料に鋳造を施して鋼塊を得た後、鍛造処理を行った。鍛造処理後、1175℃で1時間溶体化処理を施したものを試験材とした。

【0056】比較例1（表1；試料No. 3）

本比較例においては、表1の試料No. 3に示す化学組成成分を有し、Ni基を主成分とする合金材料を用いた。具体的には、実施例1の試料No. 1と同様の化学組成範囲を有する合金材料を用いた。

【0057】上記組成を有する試料に鋳造を施して鋼塊

を得た後、1150℃で4時間溶体化処理を行い、さらに802℃で8時間時効処理を施したものを試験材とした。

【0058】比較例2（表1；試料No. 4）

本比較例においては、表1の試料No. 4に示す化学組成成分を有し、Co基を主成分とする合金材料を用いた。具体的には、実施例2の試料No. 2と同様の化学組成範囲を有する合金材料を用いた。

【0059】上記組成を有する合金材料に鋳造を施して鋼塊を得た後、1175℃で1時間溶体化処理を施したものを試験材とした。

【0060】従来例1（表1；試料No. 5）

本従来例においては、これまで燃焼器ライナ材として適用実績のある、表1の試料No. 5（Hastelloy-X）に示す化学組成成分を有する合金材料を用いた。

【0061】具体的には、試料No. 5は、Cr：22.0%、Co：8.0%、W：0.6%、Fe：18.5%を含み、残部をNiおよび不可避免の不純物とした。

【0062】従来例2（表1；試料No. 6）

本従来例においては、これまで燃焼器ライナ材として適用実績のある、表1の試料No. 6（HS188）に示す化学組成成分を有する合金材料を用いた。

【0063】具体的には、試料No. 6は、Cr：22.0%、W：14.0%、Fe：3.0%、Mo：9.0%、C：0.1%、Ni：22.0%を含み、残部をCoおよび不可避免的不純物とした。

【0064】まず結晶粒の均一性を調べるために、燃焼器ライナ材の合金について組織観察を行った。

【0065】図2は、実施例1における試料No. 1に示す合金材料を用いて鑄造後の鋼塊に鍛造処理を施して製造した燃焼器ライナの合金の組織観察結果を示す図である。

【0066】図2に示すように、試料No. 1から得られた鍛造後の結晶粒15は、等軸でかつ微細な組織であった。

【0067】図3は、比較例1における表1に示す試料No. 3の合金材料を用いて鑄造法により製造した燃焼器ライナの合金の組織観察結果を示す断面図である。 *20

*【0068】図3に示すように、比較例から得られた鑄造後の合金では、中空円筒状の鑄型10の壁側と中心部とでは冷却速度が異なることから、中空円筒状の鑄型10の壁側近くでは粗大柱状晶16となり、中心部では等軸晶17となっていた。このことから、結晶粒組織は非常に不均一なものであった。

【0069】次に、Ni基を主成分とする実施例1および比較例1により得られた合金について、結晶粒組織の強度への影響を調べるために、試験片の採取位置の違いによる高温引張試験を実施した。

【0070】実施例1の試料No. 1について、鑄型壁側近くの周縁部および中心部において引張試験片を採取し、また同様に、比較例1の試料No. 3について鑄型壁側近くの周縁部および中心部において引張試験片を採取した。これらの試験片について、高温引張試験（試験温度：850℃）を実施し、0.2%耐力（YS）、最大引張応力（UTS）、伸びおよび絞り（延率）を測定した。その結果を表2に示す。

【0071】

【表2】

| | 試料 | 引張試験結果 | | | |
|------|-------------|----------|-----------|--------|--------|
| | | YS (MPa) | UTS (MPa) | 伸び (%) | 絞り (%) |
| 実施例1 | 周縁部 (No.1) | 400 | 450 | 20 | 40 |
| | 中心部 (No.1) | 398 | 448 | 20 | 39 |
| 比較例1 | 周縁部 (No.3) | 290 | 310 | 29 | 51 |
| | 中心部 (No.3) | 345 | 378 | 25 | 45 |
| 従来例 | Hastelloy-X | 200 | 275 | 50 | 70 |
| | HS188 | 270 | 360 | 92 | 80 |

【0072】また、表2における実施例1および比較例1についての、0.2%耐力（YS）および最大引張応力（UTS）の測定結果について、図4のグラフに示す。

【0073】図4に示すように、高温引張試験の結果、比較例1の試料No. 3においては、試験片の採取位置である周縁部と中心部との違いによって強度にばらつきがあることが確認された。また、実施例1の試料No. 1では試験片の採取位置である周縁部と中心部との違いによる強度のばらつきが無いことが判明した。

【0074】次に、Ni基を主成分とする実施例1および比較例1の合金、さらに、従来例により得られた合金について、高温引張試験を実施した。

【0075】具体的には、実施例1の試料No. 1について、中心付近において引張試験片を採取し、また同様に、比較例1の試料No. 3について、中心付近において引張試験片を採取した。また、従来例の試料No. 5におけるHastelloy-Xおよび試料No. 6におけるHS188について試験片を採取した。これらの試験片について、高温引張試験（試験温度：850℃）を実施し、0.2%耐力（YS）、最大引張応力（UTS）、伸びおよび絞り（延率）を測定した。その結果を表2および図5に示す。

【0076】表2および図5に示すように、高温引張試験の結果、実施例1の試料No. 1が最も優れた0.2%耐力および最大引張応力を有し、次いで比較例1の試料No. 3、そして、従来例のHS188の順であった。従って、Ni基を主成分とする合金に鍛造処理を施すことにより、優れた高温強度を有することが確認された。

【0077】一方、Co基を主成分とする合金についても、高温引張試験および耐酸化性試験を行った。

【0078】具体的には、実施例2の試料No. 2について、中心付近において引張試験片を採取し、また同様に、比較例2の試料No. 4について、中心付近において引張試験片を採取した。これらの試験片について、高温引張試験（試験温度：850℃）を実施し、0.2%耐力（YS）、最大引張応力（UTS）、伸びおよび絞り（延率）を測定した。また、耐酸化性を評価するために、850℃、1000時間の大気中高温酸化試験を行い、質量増加量を測定した。その結果を表3に示す。また併せて前述したNi基を主成分とする実施例1の試験結果も示す。

【0079】

【表3】

| | 試料 No. | 引張試験結果 | | | | 酸化増量 (mg/cm ²) |
|------|--------|----------|-----------|--------|--------|-------------------------------|
| | | YS (MPa) | UTS (MPa) | 伸び (%) | 絞り (%) | |
| 実施例2 | 2(Co基) | 345 | 420 | 30 | 48 | 4.1 |
| 比較例2 | 4(Co基) | 280 | 301 | 25 | 28 | 4.5 |
| 実施例1 | 1(Ni基) | 400 | 450 | 20 | 40 | 5.2 |

【0080】表3に示すように、高温引張試験の結果、比較例2に比べて実施例2の方が優れた0.2%耐力(YS)および最大引張応力(UTS)を有していることが確認された。また、Co基を主成分とする実施例2は、Ni基を主成分とする実施例2に比べて、強度は劣っているが、耐酸化性については優れていることが確認された。従って、適用する製品によって、強度が要求される場合にはNi基を主成分とする実施例1の合金、耐酸化性が要求される場合にはCo基を主成分とする実施例2の合金が有効であることが確認された。

【0081】次に、Ni基を主成分とする実施例1および比較例1の合金について、700℃～1000℃の温*

* 度範囲で加熱試験を実施し、加熱試験後の試験片組織内に、脆化相が出現しているかどうかを調べた。実施例1および比較例1の加熱時効試験結果を図6および図7に示す。

【0082】さらに、850℃で加熱試験を実施した実施例1および比較例1から引張試験片を採取し、高温引張試験(試験温度:850℃)を実施し、0.2%耐力(YS)および伸びを測定した。その高温引張試験結果を表4および図8に示す。

【0083】

【表4】

| | 試料 No. | 未時効 | | 50時間 | | 100時間 | | 1000時間 | | 5000時間 | |
|------|--------|----------|--------|----------|--------|----------|--------|----------|--------|----------|--------|
| | | YS (MPa) | 伸び (%) | YS (MPa) | 伸び (%) | YS (MPa) | 伸び (%) | YS (MPa) | 伸び (%) | YS (MPa) | 伸び (%) |
| 実施例1 | 1(Ni基) | 400 | 20 | 399 | 20 | 398 | 19 | 382 | 18 | 360 | 16 |
| 比較例1 | 3(Ni基) | 345 | 25 | 275 | 18 | 230 | 14 | 192 | 10 | 180 | 9 |

【0084】表4、図6および図7に示すように、加熱試験の結果、どの試験温度においても比較例1に比べて実施例1の方が、脆化相が出現する時効時間が遅くなることが確認された。また、図8の高温引張試験の結果、比較例1に比べて実施例1の方が、加熱時効に伴う強度および延性の低下が少ないことが確認された。従って、Ni基を主成分とする実施例1の合金は優れた組織安定性を有することが判明した。

【0085】次に、本実施形態により製造した図1に示す燃焼器ライナ14についてのミクロ組織を観察した。

【0086】図9は、燃焼器ライナに見られる鍛造処理後の組織を示す図である。

【0087】図9に示すように、本組織は従来例の図20に示した精鑄合金組織よりも、均一かつ微細化した結晶粒18を有している。また、析出炭化物であるM₂₃C₆型炭化物19およびMC型炭化物20が、図20に示した精鑄合金組織よりも微細に分散している。

【0088】以上の試験結果から、本実施形態によれば、鍛造処理を施して燃焼器ライナを製造することにより、粗大柱状晶などの鑄造組織が破壊され、図2および図3に示すように、鍛造後の組織に比べて結晶粒が均一化し、図4の実施例1における試料No. 1に示すように強度のばらつきが無くなることから、強度が大幅に向上することが判明した。

【0089】また、鍛造処理を施した燃焼器ライナ断面のミクロ組織を観察した結果、図9に示す鍛造後の結晶粒18は、従来例の図20に示した鑄造後の結晶粒9よりも結晶粒が微細化し、図4の実施例1に示すように高温強度が大幅に向上することが確認された。

【0090】さらに、同様に燃焼器ライナ断面のミクロ

組織を観察した結果、析出強化の役割を果たす炭化物であるM₂₃C₆型炭化物19およびMC型炭化物20が微細分散していた。特に、M₂₃C₆型炭化物19は従来例に示すように、加熱時効に伴い脆化相に変化する。具体的に説明すると、図20に示すM₂₃C₆型炭化物6は、化学組成がCr、MoおよびWを主体としており、粒界に多く見られる。そして、従来例の図21に示すように、析出する脆化相8は粒界近傍に多く見られ、この脆化相8は加熱時効に伴い、M₂₃C₆型炭化物6が脆化相8に変化したものと言える。このことから、鑄造後に鍛造処理を行い、図9に示すM₂₃C₆型炭化物19を微細分散することによって、脆化相8の生成元素であるCr、MoおよびWの偏析が少なくなり、図6の実施例1に示すように脆化相の生成が抑制される。その結果、従来の精鑄合金製燃焼器ライナ4よりも、加熱時効における組織安定性に優れた燃焼器ライナ14を提供することができる。

【0091】なお本実施形態によれば、鑄造法を用いることによって、耐熱性には優れているが燃焼器ライナ形状への加工が困難であった合金の適用が可能となり、複雑な形状の場合でも容易に燃焼器ライナ14を製造できる。

【0092】第2実施形態(実施例、比較例;図10～図11:表5～6)

本実施形態においては、Ni基を主成分とする本発明の化学組成範囲にある合金材料から構成された燃焼器ライナが優れた特性を有することの確認を行った。

【0093】実施例(表5;試料No. 7)

本実施例においては、表5の試料No. 7に示すNi基を主成分とする化学成分を有する合金材料を用いた。

【0094】

* * 【表5】

| | 試料 No. | 化学組成 (wt%) | | | | | | | | | |
|-----|---------|------------|------|------|-----|-----|-----|-----|-----|------|------|
| | | Cr | Co | W | Al | Ti | Ta | Nb | C | Hf | Ni |
| 実施例 | 7(Ni基) | 22.5 | 19.0 | 2.0 | 1.9 | 1.0 | 1.0 | 0.8 | 0.1 | 0.15 | bal. |
| | 8(Ni基) | 26.2 | 18.2 | 3.5 | 1.7 | 1.0 | 1.3 | 1.1 | 0.1 | 0.15 | bal. |
| 比較例 | 9(Ni基) | 17.5 | 19.1 | 2.3 | 2.1 | 0.8 | 1.2 | 1.3 | 0.1 | 0.15 | bal. |
| | 10(Ni基) | 23.1 | 23.7 | 2.9 | 1.5 | 0.8 | 1.1 | 1.2 | 0.2 | 0.15 | bal. |
| | 11(Ni基) | 22.7 | 16.5 | 3.5 | 1.9 | 1.3 | 0.9 | 0.9 | 0.1 | 0.15 | bal. |
| | 12(Ni基) | 22.4 | 19.3 | 10.5 | 2.3 | 1.1 | 1.0 | 1.5 | 0.2 | 0.15 | bal. |
| | 13(Ni基) | 23.2 | 17.5 | 3.5 | - | 1.0 | 1.2 | 1.3 | 0.1 | 0.15 | bal. |
| | 14(Ni基) | 22.6 | 20.1 | 2.5 | 3.0 | 1.2 | 1.2 | 1.1 | 0.2 | 0.15 | bal. |
| | 15(Ni基) | 22.2 | 19.3 | 3.2 | 1.3 | 2.4 | 1.4 | 1.2 | 0.1 | 0.15 | bal. |
| | 16(Ni基) | 22.5 | 19.2 | 4.6 | 2.3 | 1.2 | 2.4 | 1.0 | 0.1 | 0.15 | bal. |
| | 17(Ni基) | 23.5 | 19.5 | 3.5 | 1.5 | 1.1 | 1.1 | 2.2 | 0.1 | 0.15 | bal. |
| | 18(Ni基) | 22.3 | 20.2 | 4.1 | 2.1 | 1.3 | 1.2 | 0.9 | 0.8 | 0.15 | bal. |

【0095】試料No. 7は、重量%で、Cr：18.0～25.0%、Co：17.0～23.0%、WおよびMoの少なくとも1種：10.0%以下、Al：0.01～3.0%、Ti：2.0%以下、Ta：2.0%以下、Nb：2.0%以下、Hf：0.5%以下、C：0.5%以下の範囲にあり、具体的には、重量%で、Cr：22.5%、Co：19.0%、W：2.0%、Al：1.9%、Ti：1.0%、Ta：1.0%、Nb：0.8%、C：0.1%、Hf：0.15%を含み、残部をNiおよび不可避免的不純物とした。

【0096】上記組成を有する合金材料に鑄造を施して鋼塊を得た後、鍛造処理を行った。鍛造処理後、1150℃で4時間溶体化処理を行い、さらに802℃で8時間時効処理を施したものを試験材とした。

【0097】比較例（表5；試料No. 8～No. 18）

本比較例においては、表5の試料No. 8～No. 18に示すNi基を主成分とする化学組成成分を有する合金材料を用いた。

※【0098】具体的には、試料No. 8～No. 18は、その範囲以外の成分を含んでいる。

【0099】上記組成を有する合金材料に鑄造を施して鋼塊を得た後、鍛造処理を行った。鍛造処理後、1150℃で4時間溶体化処理を行い、さらに802℃で8時間時効処理を施したものを試験材とした。

【0100】このようにして得られた実施例および比較例の試験材を評価するために、高温引張試験（試験温度：850℃）を行い、0.2%耐力（YS）、最大引張応力（UTS）、伸びおよび絞り測定した。また、耐酸化性を評価するために、850℃、1000時間の大気中高温酸化試験を行い、質量増加量を測定した。さらに、溶接性を評価するためにTIG溶接によるビードオン試験を実施し、溶接部の割れの有無を確認した。これらの評価試験結果を図10、図11および表6に示す。

【0101】

【表6】

※

| | 試料 No. | 引張試験結果 | | | | 酸化増量 (mg/cm ²) | 溶接試験 |
|-----|---------|----------|-----------|--------|--------|-------------------------------|------|
| | | YS (MPa) | UTS (MPa) | 伸び (%) | 絞り (%) | | |
| 実施例 | 7(Ni基) | 400 | 450 | 20 | 40 | 5.2 | 良好 |
| | 8(Ni基) | 366 | 401 | 27 | 61 | 8.4 | 良好 |
| 比較例 | 9(Ni基) | 372 | 422 | 10 | 19 | 5.3 | 良好 |
| | 10(Ni基) | 304 | 352 | 38 | 62 | 5.5 | 良好 |
| | 11(Ni基) | 362 | 412 | 24 | 48 | 8.2 | 良好 |
| | 12(Ni基) | 379 | 429 | 11 | 18 | 1.7 | 割れ |
| | 13(Ni基) | 285 | 312 | 42 | 65 | 6.5 | 良好 |
| | 14(Ni基) | 420 | 472 | 8 | 16 | 5.9 | 割れ |
| | 15(Ni基) | 426 | 475 | 9 | 21 | 5.9 | 割れ |
| | 16(Ni基) | 365 | 390 | 11 | 22 | 6.1 | 割れ |
| | 17(Ni基) | 371 | 403 | 22 | 38 | 8.2 | 良好 |
| | 18(Ni基) | 381 | 410 | 10 | 15 | 6.2 | 良好 |

【0102】表6、図10および図11に示すように、Crに関しては、Crの含有量が高い試料No. 8では高温強度が低く、Crの含有量が低い試料No. 9では耐酸化性が低下していた。

【0103】Coに関しては、Coの含有量が高い試料No. 10の合金では高温強度が低く、Coの含有量が低い試料No. 11の合金では耐酸化性が低下していた。

【0104】Wに関しては、Wの含有量が高い試料N

o. 12の合金では、靱性が低下していた。

【0105】Alについては、Alが含有されていない試料No. 13では高温強度が低く、Alの含有量が高い試料No. 14の合金では溶接割れが発生した。

【0106】またTiについては、Tiの含有量が高い試料No. 15においても溶接割れが発生した。

【0107】TaとNbとに関しては、TaおよびNbの含有量が高い試料No. 16およびNo. 17は耐酸化性が低下していた。

【0108】Cに関しては、Cの含有量が高い試料No. 18では、靱性が低下していた。

【0109】本実施形態によれば、実施例の試料No. 7における合金は、比較例の試料No. 8～No. 18における合金に比べて0.2%耐力および最大引張応力の値が高く、高温強度に優れていることが確認された。また、耐酸化性および溶接性においても問題が無いことが判明した。

【0110】第3実施形態(図12～13:表7～8) 本実施形態においては、本発明の化学組成範囲にあるCo基を主成分とする合金材料から構成された燃焼器ライナが優れた特性を有することの確認を行った。

【0111】実施例(表7;試料No. 19) 本実施例においては、表7の試料No. 19に示すCo基を主成分とする化学組成成分を有する合金材料を用いた。

【0112】

【表7】

| | 試料No. | 化学組成 (wt%) | | | | | | |
|-----|---------|------------|------|------|-----|-----|-----|------|
| | | Cr | Ni | W | Ta | Ti | C | Co |
| 実施例 | 19(Co基) | 23.5 | 10.0 | 7.0 | 3.5 | 0.2 | 0.6 | bal. |
| | 20(Co基) | 36.5 | 10.2 | 6.8 | 3.3 | 0.3 | 0.5 | bal. |
| | 21(Co基) | 14.7 | 9.9 | 6.8 | 3.2 | 0.2 | 0.6 | bal. |
| 比較例 | 22(Co基) | 23.2 | 32.0 | 8.1 | 3.1 | 0.3 | 0.6 | bal. |
| | 23(Co基) | 23.1 | 4.2 | 7.4 | 3.1 | 0.3 | 0.5 | bal. |
| | 24(Co基) | 23.6 | 10.2 | 20.4 | 3.4 | 0.4 | 0.6 | bal. |
| | 25(Co基) | 23.5 | 10.1 | 6.8 | 5.8 | 0.3 | 0.6 | bal. |
| | 26(Co基) | 24.9 | 10.1 | 7.4 | 3.2 | 2.7 | 0.6 | bal. |
| | 27(Co基) | 23.0 | 9.8 | 7.2 | 3.2 | 0.2 | 1.3 | bal. |

【0113】表7に示すように、試料No. 19は、重量%で、Cr:15.0～35.0%、Ni:5.0～30.0%、W:20.0%以下、Ta:5.0%以下、Ti:2.0%以下、C:1.0%以下の範囲であ*30

| | 試料No. | 引張試験結果 | | | | 酸化増量 (mg/cm ²) | 溶接試験 |
|-----|---------|----------|-----------|--------|--------|-------------------------------|------|
| | | YS (MPa) | UTS (MPa) | 伸び (%) | 絞り (%) | | |
| 実施例 | 19(Co基) | 345 | 420 | 30 | 48 | 4.1 | 良好 |
| | 20(Co基) | 300 | 376 | 36 | 47 | 7.2 | 良好 |
| | 21(Co基) | 304 | 381 | 13 | 24 | 5.1 | 良好 |
| 比較例 | 22(Co基) | 275 | 332 | 25 | 43 | 6.9 | 良好 |
| | 23(Co基) | 245 | 304 | 28 | 46 | 4.7 | 良好 |
| | 24(Co基) | 365 | 435 | 8 | 15 | 4.8 | 割れ |
| | 25(Co基) | 335 | 408 | 16 | 27 | 4.9 | 割れ |
| | 26(Co基) | 325 | 401 | 18 | 28 | 5.1 | 割れ |
| | 27(Co基) | 330 | 411 | 8 | 15 | 4.6 | 良好 |

【0120】表8、図12および図13に示すように、Crに関しては、Crの含有量が高い試料No. 20の合金では高温強度が低く、Crの含有量が低いNo. 21の合金では耐酸化性が低下していた。

【0121】Niに関しては、Niの含有量が高い試料No. 22では高温強度が低く、Niの含有量が低い試料No. 23の合金では耐酸化性が低下していた。

【0122】Wについては、含有量が高い試料No. 24の合金では、靱性が低下していた。

【0123】またTaおよびTiについては、含有量が高い試料No. 25および試料No. 26の合金では溶接割れが発生した。

*り、具体的には、重量%で、Cr:23.5%、Ni:10.0%、W:7.0%、Ti:0.2%以下、Ta:3.5%以下、C:0.6%を含み、残部をCoおよび不可避免的不純物とした。

【0114】上記組成を有する合金材料に鑄造を施して鋼塊を得た後、鍛造処理を行った。鍛造処理後、1175℃で1時間溶体化処理を行ったものを試験材とした。

【0115】比較例(表7;試料No. 20～No. 27)

10 本比較例においては、表7の試料No. 20～No. 27に示すCo基を主成分とする化学成分を有する合金材料を用いた。

【0116】具体的には、試料No. 20～No. 27は、本発明の化学組成範囲以外の成分を含んでいる。

【0117】上記組成を有する合金材料に鑄造を施して鋼塊を得た後、鍛造処理を行った。鍛造処理後、1175℃で1時間溶体化処理を行ったものを試験材とした。

20 【0118】このようにして得られた実施例および比較例の試験材を評価するために、高温引張試験(試験温度:850℃)を行い、0.2%耐力(YS)、最大引張応力(UTS)、伸びおよび絞り測定した。また、耐酸化性を評価するために、850℃、1000時間の大気中高温酸化試験を行い、質量増加量を測定した。さらに、溶接性を評価するためにTIG溶接によるビードオン試験を実施し、溶接部の割れの有無を確認した。これらの評価試験結果を図12、図13および表8に示す。

【0119】

【表8】

【0124】Cに関しては、含有量が高い試料No. 27では、靱性が低下していた。

【0125】以上の結果、本実施形態によれば、実施例の試料No. 19に示すCo基を主成分とする合金は、比較例の合金に比べて0.2%耐力および最大引張応力の値が高く、高温強度に優れていることが確認された。また、Ni基を主成分とする合金と比べると、高温強度は若干劣るが、耐酸化性においては非常に優れていることが判明した。

【0126】第4実施形態(図14～16)

本実施形態においては、鑄造法として遠心鑄造法を用いることにより、優れた強度を有する燃焼器ライナを製造

できることを説明する。

【0127】図14は、燃焼器ライナの製造プロセスを示す図である。

【0128】図14に示すように、まず図14(a)のように、回転する中空円筒状の鋳型21に合金溶湯22(Ni基またはCo基)を注入して鋳込むという遠心鋳造法を用いて、図14(b)のように燃焼器ライナ形状の鋳造品23を作製する。この鋳造品23に対して、図14(c)のように、鍛造処理を実施することによって、鋳造段階で発生した鋳造組織を破壊し、鋳造組織のない鍛造品24を作製する。その後、図14(d)のように機械加工による仕上げを行い、燃焼器ライナ25とする。

【0129】このようにして得られた燃焼器ライナ材の特性を検証するために、以下に示す実施例および比較例の試験片を作製して検証試験を行った。

【0130】実施例(表1; 試料No. 1)

本実施例においては、表1に示す試料No. 1の化学組成範囲を有し、Niを主成分とする合金材料を用いた。この合金材料を遠心鋳造法により作製した鋳造合金について、鍛造処理を行った後、1150℃で4時間溶体化処理を行い、さらに802℃で8時間時効処理をしたものを試験片とした。

【0131】比較例(表1; 試料No. 1)

本実施例においては、表1に示す試料No. 1の化学組成範囲を有し、Niを主成分とする合金材料を用いた。この合金材料を普通鋳造法により作製した鋳造合金について、鍛造処理を行った後、1150℃で4時間溶体化処理を行い、さらに802℃で8時間時効処理をしたものを試験片とした。

【0132】このようにして得られた各試験片に対して、700℃~1000℃の温度範囲で加熱試験を実施し、加熱試験後の試験片組織内に、脆化相が出現の有無を試験した。この加熱試験結果を図15および図16に示す。

【0133】図15および図16に示すように、加熱試験の結果、比較例に比べて実施例の方が、脆化相が出現する時効時間が遅くなることが確認された。このことから、遠心鋳造法を用いた実施例における合金が優れた組織安定性を有することが判明した。

【0134】本実施形態によれば、遠心鋳造法を用いることにより、比較的合金偏析の少ない鋳造品を作製することができ、その後の鍛造処理による強度向上などの効果が大きくなり、さらに優れた燃焼器ライナを得ることができる。

【0135】第5実施形態(図17)

本実施形態においては、熱間塑性加工として押出加工を用いて燃焼器ライナを製造する方法について説明する。

【0136】図17は、燃焼器ライナの製造プロセスを示す図である。

【0137】図17(a)に示すように、まず、鋳造法を用いて円筒状の鋳型26に合金溶湯27(Ni基またはCo基)を鋳込み、図17(b)に示すように、燃焼器ライナ形状の鋳造品28を作製する。その鋳造品28に対して、押出加工により、溶製品を管状に加工するとともに、鋳造段階で発生した鋳造組織を破壊し、図17(c)に示すように、鋳造組織のない鍛造品29を作製する。その後、図17(d)に示すように、機械加工による仕上げを行い、燃焼器ライナ30とする。

【0138】本実施形態によれば、中空型の鋳型を必要とせず、また単純形状である円筒鋳型が適用できることから、鋳型の製造コストを軽減することができる。

【0139】第6実施形態(図18)

本実施形態においては、熱間塑性加工として拡管を伴う鍛造処理を施して燃焼器ライナを製造する方法について説明する。

【0140】図18は、燃焼器ライナの製造プロセスを示す図である。

【0141】図18(a)に示すように、まず鋳造法を用いて実際のライナ径よりも小さい中空円筒鋳型31に合金溶湯32(Ni基またはCo基)を鋳込み、図18(b)に示すように、燃焼器ライナ形状の鋳造品33を作製する。その鋳造品33に対して、図18(c)に示すように、拡管を伴う鍛造処理を行うことにより、溶製品に発生した鋳造組織を破壊することと、溶製品の拡管作業を同時に行うことによって、鋳造組織のない鍛造品34を作製する。その後、図18(d)に示すように、機械加工による仕上げを行い燃焼器ライナ35とする。

【0142】本実施形態によれば、鋳型31が小型で済むことから、鋳型の製造コストを軽減することができる。

【0143】

【発明の効果】以上で説明したように、本発明のガスタービン用燃焼器ライナおよびその製造方法によれば、鋳造処理を施した後、熱間塑性加工を施すことにより高温強度に優れ、かつ加熱時効に伴う組織変化の生じにくい燃焼器ライナを得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】第1実施形態における燃焼器ライナの製造方法を示すプロセス図。

【図2】第1実施形態における実施例1の組織観察結果を示す図。

【図3】第1実施形態における比較例1の組織観察結果を示す図。

【図4】第1実施形態における実施例1および比較例1の0.2%耐力および最大引張強さを示す図。

【図5】第1実施形態における実施例1、比較例1および従来例の0.2%耐力および最大引張強さを示す図。

【図6】第1実施形態における実施例1の加熱時効試験結果を示す図。

【図 7】第 1 実施形態における比較例 1 の加熱時効試験結果を示す図。

【図 8】第 1 実施形態における実施例 1 および比較例 1 の 0. 2 % 耐力および伸びの時効試験結果を示す図。

【図 9】第 1 実施形態における鍛造処理後の燃焼器ライナの組織を示す図。

【図 1 0】第 2 実施形態における実施例および比較例の 0. 2 % 耐力および伸びの引張試験結果を示す図。

【図 1 1】第 2 実施形態における実施例および比較例の高温酸化試験結果を示す図。

【図 1 2】第 3 実施形態における実施例および比較例の 0. 2 % 耐力および伸びの引張試験結果を示す図。

【図 1 3】第 3 実施形態における実施例および比較例の高温酸化試験結果を示す図。

【図 1 4】第 4 実施形態における燃焼器ライナの製造方法を示すプロセス図。

【図 1 5】第 4 実施形態における実施例の時効試験結果を示す図。

【図 1 6】第 4 実施形態における比較例の時効試験結果を示す図。

【図 1 7】第 5 実施形態における燃焼器ライナの製造方法を示すプロセス図。

【図 1 8】第 6 実施形態における燃焼器ライナの製造方法を示すプロセス図。

【図 1 9】従来における燃焼器ライナの製造方法を示すプロセス図。

【図 2 0】従来における精鑄合金製ライナの断面組織を示す図。

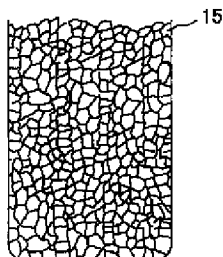
【図 2 1】従来における精鑄合金製ライナの短時間加熱＊

＊時効後の組織を示す図。

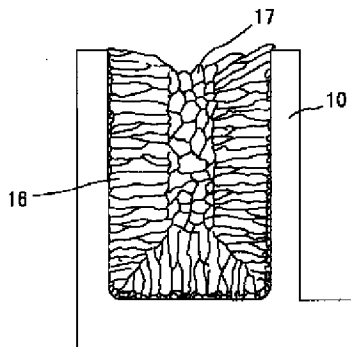
【符号の説明】

- 1 0 中空円筒状の鑄型
- 1 1 合金溶湯 (N i 基または C o 基)
- 1 2 鑄造品
- 1 3 鍛造品
- 1 4 燃焼器ライナ
- 1 5 結晶粒
- 1 6 鑄造後の結晶粒
- 1 7 微細結晶粒
- 1 8 鍛造後の結晶粒
- 1 9 $M_{23}C_6$ 型炭化物
- 2 0 M C 型炭化物
- 2 1 中空円筒状の鑄型
- 2 2 合金溶湯 (N i 基または C o 基)
- 2 3 鑄造品
- 2 4 鍛造品
- 2 5 燃焼器ライナ
- 2 6 円筒状の鑄型
- 2 7 合金溶湯 (N i 基または C o 基)
- 2 8 鑄造品
- 2 9 鍛造品
- 3 0 燃焼器ライナ
- 3 1 小型中空円筒状の鑄型
- 3 2 合金溶湯 (N i 基または C o 基)
- 3 3 鑄造品
- 3 4 鍛造品
- 3 5 燃焼器ライナ

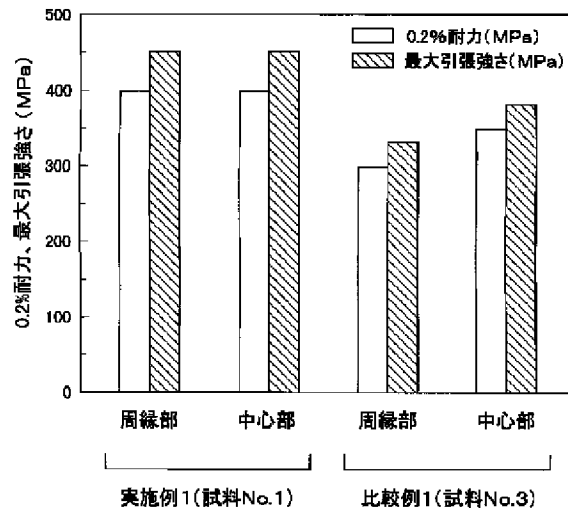
【図 2】



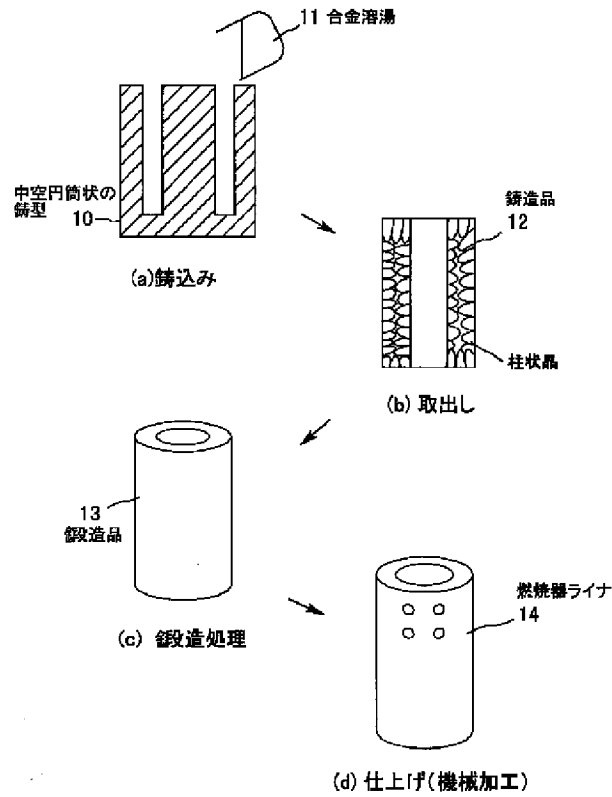
【図 3】



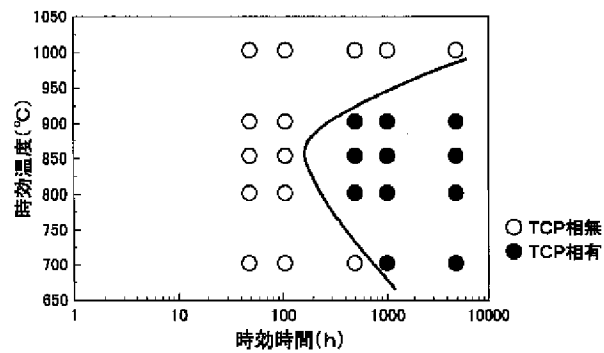
【図 4】



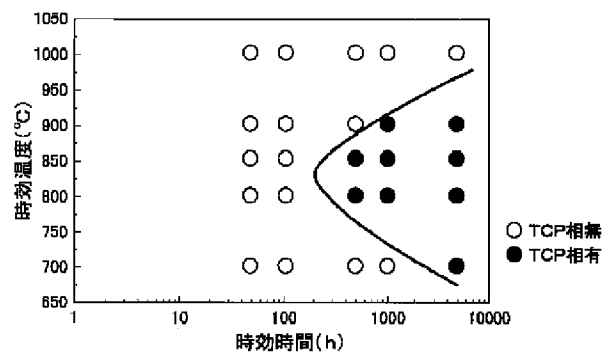
【図1】



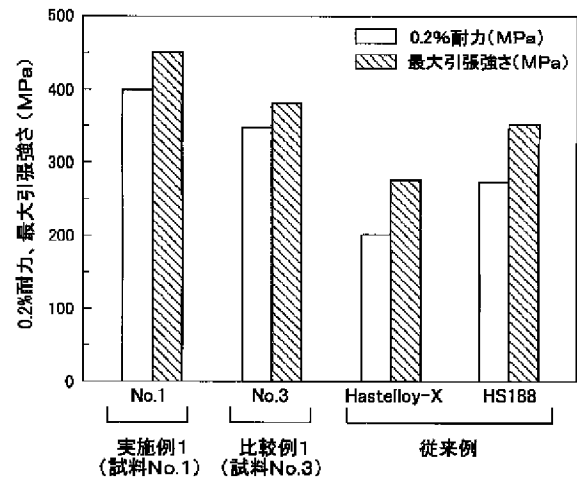
【図6】



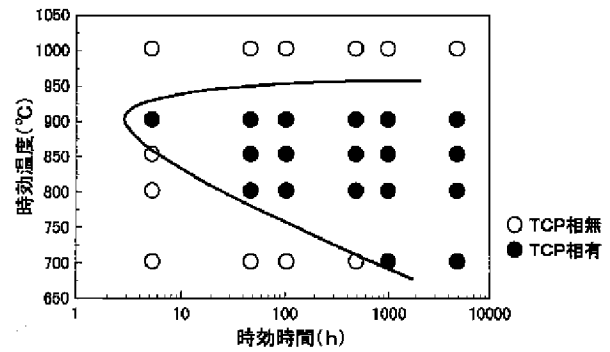
【図15】



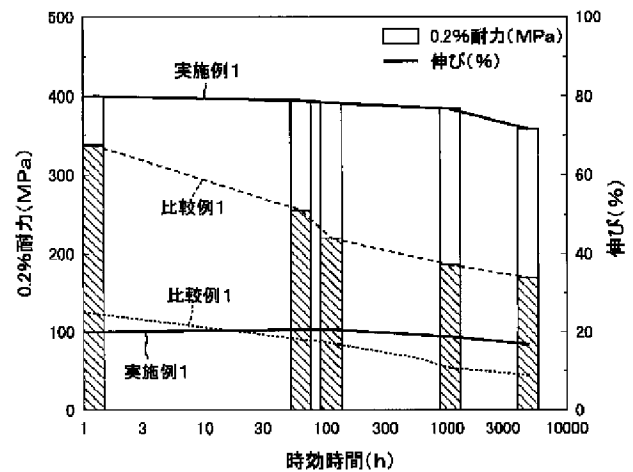
【図5】



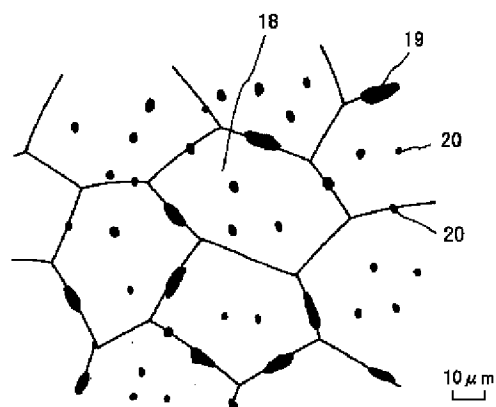
【図7】



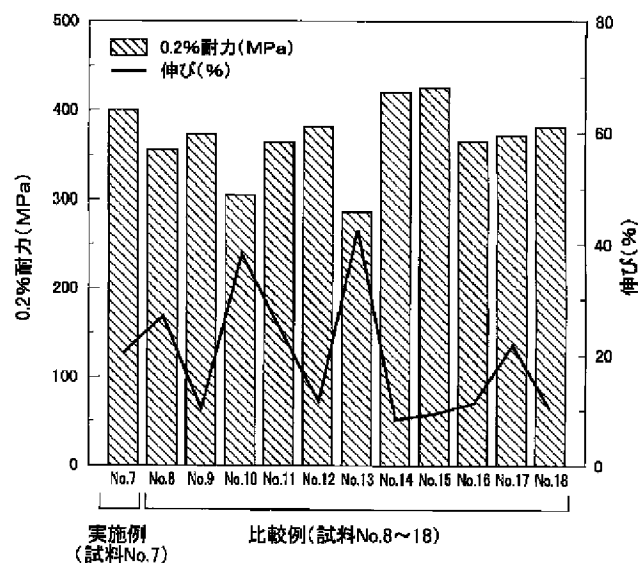
【図8】



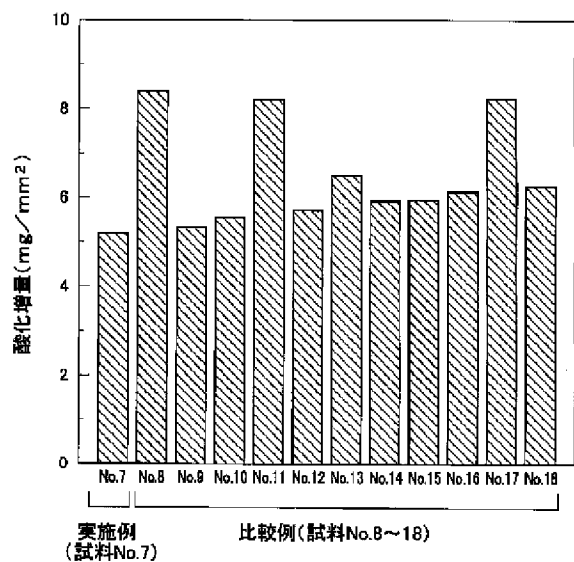
【図 9】



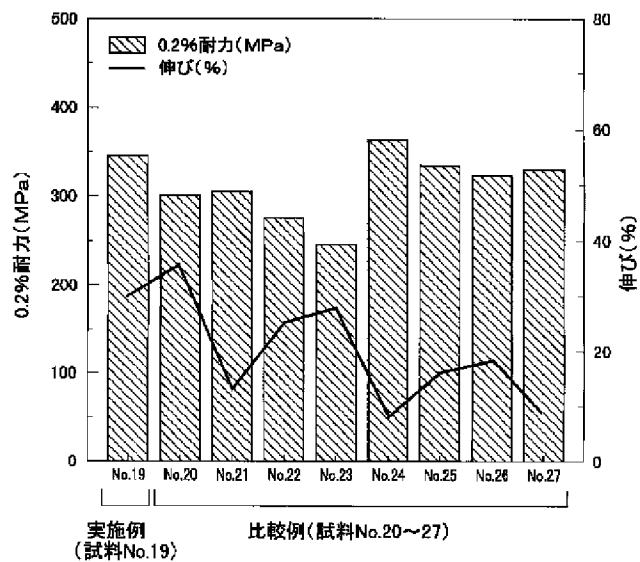
【図 10】



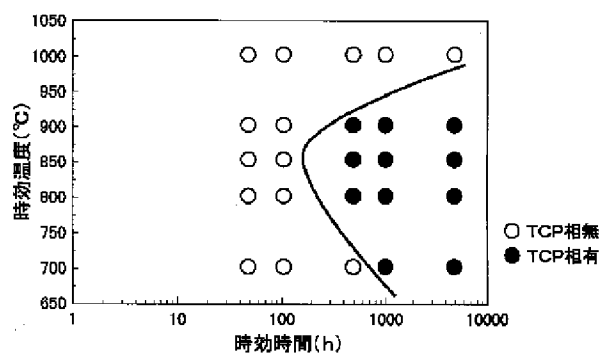
【図 11】



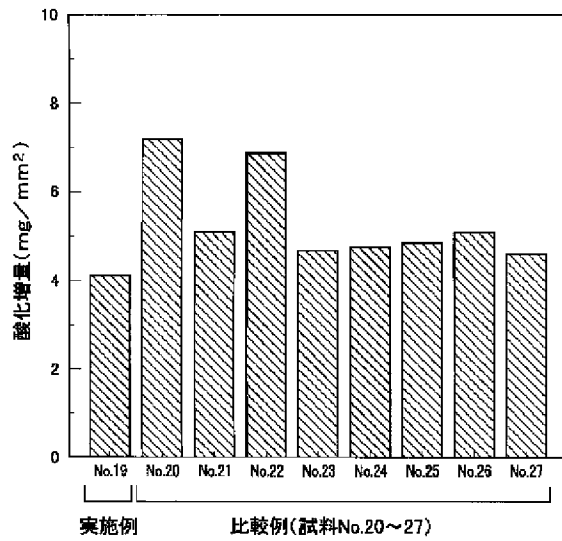
【図 12】



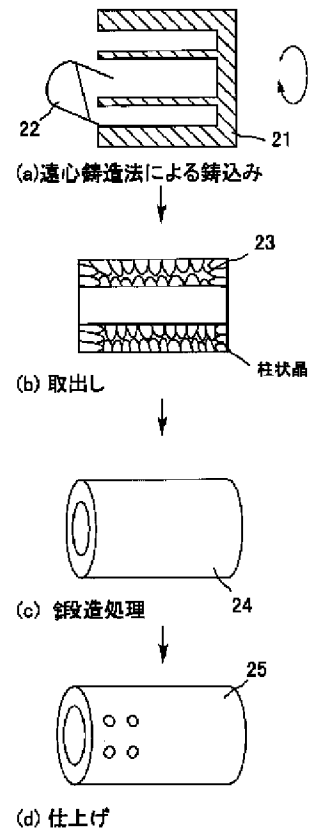
【図 16】



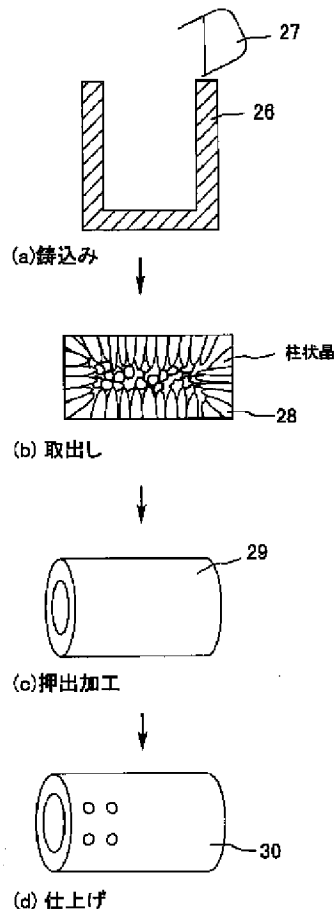
【図13】



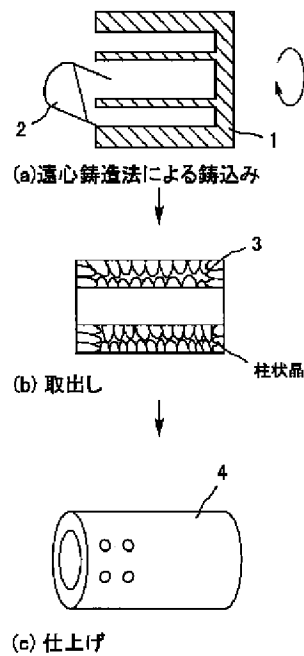
【図14】



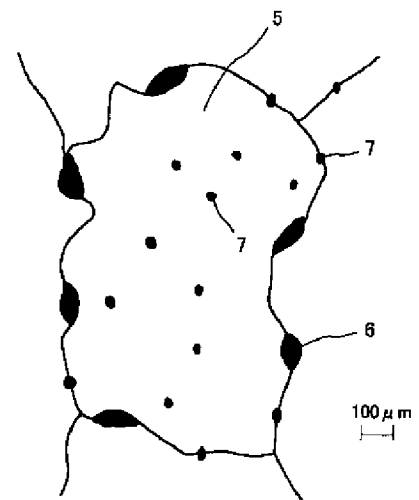
【図17】



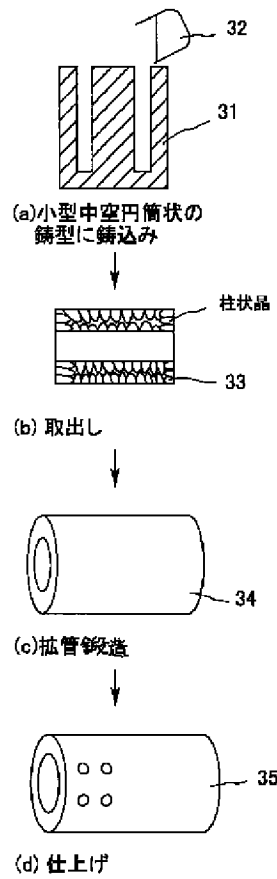
【図19】



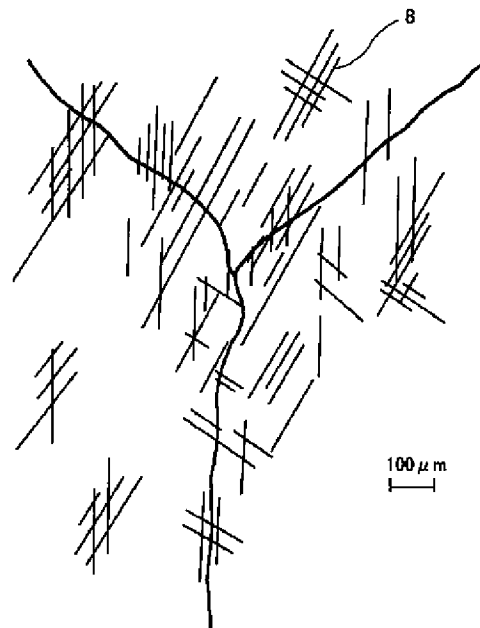
【図20】



【図 1 8】



【図 2 1】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁶
// C 2 2 F 1/00

識別記号
6 5 1
6 8 2
6 8 3

F I
C 2 2 F 1/00

6 5 1 B
6 8 2
6 8 3